

25X1 [REDACTED]

CONFIDENTIAL

25X1 [REDACTED]

CENTRAL INTELLIGENCE AGENCY

INFORMATION REPORT

25X1

COUNTRY

USER

SUBJECT

Translation and Evaluation of Soviet Paper on
Effect of Simultaneous Additions of Various
Metals on Crystallization of Steel

25X1 [REDACTED]

DATE DISTR. 25 NOV 53

NO. OF PAGES 7

NO. OF ENCLS.

SUPP. TO
REPORT NO.

25X1 [REDACTED]

THIS DOCUMENT CONTAINS INFORMATION AFFECTING THE NATIONAL DEFENSE
OF THE UNITED STATES. WITHIN THE MEANING OF TITLE 16, SECTIONS 702
AND 704, OF THE U.S. CODE, AS AMENDED. ANY TRANSMISSION OR REVE-
LATION OF ITS CONTENTS TO OR RECEIPT BY AN UNAUTHORIZED PERSON IS
PROHIBITED BY LAW. THE REPRODUCTION OF THIS REPORT IS PROHIBITED.

THIS IS UNEVALUATED INFORMATION

Effect of Titanium and of Simultaneous Additions of Boron,
Vanadium and Titanium on the Crystallization of Steel

by

Niemark, V. E., Peletskaya, I. B. and Entin, R. I.
Stal, Moscow, v. 8, 1948, pp. 248-254.

- Studies, regrettably rather few, of the modification of steels by small additions of alloying elements indicate wide possibilities of influencing primary and secondary crystallization of a wide range of alloys (steels).
- The work previously done (Refs. 1 and 2) permitted to bring to light the influence of boron and vanadium on crystallization and kinetics of isothermal heat treatments in steel; the most effective were small concentrations of boron (up to .06%) and vanadium (up to .2%). The next step in the work was the present investigation of the influence of small additions of titanium and additions, simultaneously, of boron, vanadium and titanium on the mode of primary crystallization of steel and on the kinetics of the isothermal transformation in austenite.
- The addition of small amounts of titanium is used in industry primarily to reduce the dangers of overheating, to improve deoxidation and degasification of steel, to obtain a dense and fine primary structure of the ingots, and to some degree to improve mechanical properties.

SEE LAST PAGE FOR SUBJECT & AREA CODES

25X1 [REDACTED]

CONFIDENTIAL

25X1 [REDACTED]

DISTRIBUTION	STATE	ARMY	X	NAVY	X	AIR	X	FBI	C/S	EV	
--------------	-------	------	---	------	---	-----	---	-----	-----	----	--

This report is for the use within the USA of the Intelligence components of the Departments or Agencies indicated above. It is not to be transmitted overseas without the concurrence of the originating office through the Assistant Director of the Office of Collection and Dissemination, CIA.

CONFIDENTIAL

-2-

25X1

4. Investigation of the effects of small additions of titanium on the properties of steels was done by other investigators. Insofar as the hardenability of the investigated steels is concerned, the results were somewhat contradictory. This apparently can be explained by the different effects that titanium has when it is in solid solution or when it is present as carbide or nitride.

Effect of Small Additions of Titanium on the Structure of Cast Steel

5. The steel was made in a 30 kg. capacity high frequency furnace. The raw materials consisted of low carbon steel containing .1% carbon, .38% manganese, .03% phosphorus, .03% sulfur, .1% copper, .06% nickel, and cast iron containing approximately 4% carbon, .15% manganese and .06% silicon. The heats were deoxidized with ferro manganese and ferro silicon. Just before tapping and for complete deoxidation .02% aluminum was added to the furnace.
6. When steel was to be made with additions of titanium, at first the heat was made without any additions, then some ferro titanium was added to the furnace trying to get a steel with approximately .01% titanium. Then the next ingot was cast with increased titanium, etc. In such a manner from one original heat were cast from 6 to 9 ingots with different concentrations of titanium. Two kinds of steel were prepared. One containing .45-.55% carbon and the other with .8-1.0% carbon.
7. The silicon was about .30-.40%, manganese from .50-.88%, titanium from .01-.30%, according to calculations, and from .003 to a maximum of .058% according to analysis. In steel of lower carbon content, i.e. 0.45-0.55%, silicon was about the same, manganese about the same, but titanium, according to chemical analysis, varied from .08 to as high as .31%. The ingots were forged between 1000-1100°C into a rod of about 18 mm. in diameter which were then annealed. The method of studying the austenitic grain of primary crystallization and the method of metallographic analysis have been described before (Ref. 2).
8. Small additions of titanium, up to .03%, have little effect on the character of the fracture of the ingot. The fracture remains large grain size with a rather pronounced radial crystallization very much like in steel without any addition. When the concentration of titanium is increased to .038%, the radial characteristics of the fracture are somewhat less and with .045% titanium they disappeared, but the grain structure was not much smaller. It is only when titanium is increased to .1-.3% that the radial type of crystallization is completely gone and the fracture shows a very fine grain.
9. Samples were taken from the above ingots for metallographic investigation and after proper preparation etched with persulfate of ammonia. The etched-out microstructures were not in agreement with the observed fractures.
10. Next, metallographic samples were etched with the reagent of Oberhofer. Small concentrations of titanium, up to .03%, have no influence on the dendritic structure. With additions of .04%, titanium dendrites become quite thin and a different structure makes its appearance in the form of "ghost-like" grains. With .1% titanium the elongated dendrites disappeared.
11. The same samples were used to study the austenitic grain size of the primary crystallization and separation of ferrite during cooling. Additions of titanium obviously have a significant influence on the size of the austenitic grains of primary crystallization. In castings of 45 mm. diameter, containing .10% titanium, instead of long, large grains extending from the periphery to the center (usually found in steels without titanium) the grains appeared to be equiaxed and much smaller.

LIBRARY SUBJECT & AREA CODES

25X1

CONFIDENTIAL

25X1

25X1

CONFIDENTIAL

25X1

-3-

12. As the concentration of titanium is increased, grains about the same size as in steel without titanium are found in the periphery of the casting. In the central part of the casting a considerable separation of ferrite is noted which somewhat interferes with the determination of the grain boundaries.
13. With additions from .018 to .04% titanium, the grain size is much smaller than in steel without titanium; increasing the titanium content to .08%, the grain size becomes even smaller.
14. The effect of additions of titanium on separation of ferrite during cooling is also quite pronounced. Even with .01% titanium, the amount of ferrite in the casting is considerably increased in comparison with the steel without titanium. At the same time and in addition to the small grains of ferrite in steel with titanium, one also finds rather large areas of ferrite. As the concentration of titanium is increased (.038 to .046) large segregations of ferrite are visible throughout the whole field. With a titanium content of .087%, the amount of grains of ferrite is greatly increased and they are equally distributed throughout the cross section.

Influence of Small Additions of Titanium on Kinetics of the Isothermal Transformation of Austenite

15. Investigations were carried out on eutectoid and medium carbon steels at temperatures of 360, 450, 560 and 620°C. In the first heat, series B, we had steels with concentrates of titanium no more than .06%. The second heat, series V (Russian "V") contained up to .22% titanium, and the third heat, series G, the titanium contained was from .04 up to .31%. The kinetics of the isothermal transformation of austenite were followed by methods of measuring hardness and studying the microstructure. The samples were heated in salt bath at 920°C and held at temperature for three minutes. Then they were rapidly transferred to a lead bath, were held for different times, and quenched in water. The time of holding in the lead bath was changed depending upon the rapidity of the transformation of austenite at a given temperature. Samples from different series were heat treated at the same time followed by microstructure study and hardness determination in Rockwell C using a 150 kg. load. During holding in the lead bath, austenite changes, upon cooling in water, into martensite. In such a manner the microstructure and the changes in the hardness of the steel indicate the rate of isothermal transformation of austenite. Study of the curves showing the dependence of hardness of steel B upon concentrations of titanium at different temperatures of isothermal decomposition (Fig. 6) show that titanium in amounts of .003-.006 somewhat lowers the stability of austenite. As the titanium concentration reaches .02-.06%, the stability of austenite is considerably increased in comparison with the same steel without titanium. At all temperatures of transformation, the most noticeable effect takes place with .05-.06% titanium. The studies of the microstructure fully support the results which were observed by measuring the hardness (Fig. 7).
16. In Fig. 8 is shown the dependence of hardness of steel of Series V upon amounts of titanium. Additions of .04% titanium results in increased stability of austenite which reaches a maximum in steel with .1% titanium. However, further increase in addition of titanium, up to .17-.22%, results in a considerable lowering of the stability of austenite. Apparently in the above concentrations titanium combines partly with the carbon and restricts the growth of secondary austenitic grains. Curves showing the relation between hardness of steel or series G and amounts of titanium at different temperatures of isothermal transformation (Fig. 9) permit the conclusion that in steels with medium carbon content additions of .07-.1% titanium result in a noticeable increase in the stability of austenite. Increasing the titanium content to .16-.21% speeds up decomposition of austenite. In order to study the influence of the temperature of reheating for hardening on kinetics of isothermal transformation of austenite in steels with small additions of titanium, measurements were made with the temperature of reheating (before lead bath) . . . at 920-1020°C, and with isothermal transformation at 450-620°C (Figs. 10 and 11). After isothermal transformation at 450°C and quenching from 920°C, the maximum stability of austenite was observed in steel with .095% titanium;

25X1

CONFIDENTIAL

25X1

25X1

25X1

CONFIDENTIAL

-4-

25X1

in steels with .16-.21% titanium the stability of austenite is considerably lower. However, with the hardening temperature at 1020°C and with the same temperature of isothermal transformation, steel with .16% titanium does not show lowering of the stability of austenite. Analogous results were received after isothermal transformation at 620°C. In fact, a steel with .16% titanium showed somewhat greater stability of austenite.

17. Apparently as the temperature of quenching is increased, greater amounts of titanium go into solid solution. On the basis of a number of observations, it is possible to explain the increase in the stability of austenite by the influence of that part of the addition which goes into solid solution. That part of the addition which remains in the steel in the form of undissolved compounds acts toward lowering the stability of austenite.
18. The above described data suggests the advisability of adding to steel between .05-.10% titanium in order to improve the structure of primary crystallization and achieve greater stability of austenite.

Combined Influence of Small Additions of Boron,
Vanadium and Titanium

19. Small additions of boron, vanadium and titanium considerably improved the hardenability of steel in comparison with the same amounts of such elements as chromium or manganese.
20. The maximum or "absolute" effect of such additions is limited by their very small (optimum) concentrations, namely, for boron .003%, for vanadium .05-.06% and for titanium .09-.9%. Adding to steel amounts in excess of the just mentioned optimum does not further improve hardenability, but in fact is definitely detrimental. During the studies of the influence of small additions, such as above, on kinetics of isothermal transformation of austenite, it was established that additions of boron, vanadium and titanium are different at different temperatures. For this reason it was thought advisable to study the influence of small additions of boron, vanadium and titanium on the structure of primary crystallization, on the kinetics of isothermal transformation of austenite, and hardenability. The steels for these series of experiments were made from the same raw materials as the above described steel with additions of titanium. After the first heat without any additions, some ferro boron was added and the second ingot made. Just before casting of the third heat, some ferro vanadium was added, while the concentration of boron was held the same. Finally, just before the fourth heat was made, titanium was added, maintaining boron and vanadium in the same amounts as before. The experimental results show that simultaneous additions of boron and vanadium do not further increase their effect of refining grain size of primary crystallization, when such effect is compared with that of the mentioned elements added separately (?); the separation of ferrite with simultaneous addition of .06% vanadium and .003% boron appears to be intensified.
21. The influence of simultaneous additions of boron, vanadium and titanium on the properties of the steel were investigated by methods of measuring hardness, study of the microstructure and magnetic properties.
22. The concentration of boron of .003% and vanadium of .05-.06% were first studied and then it was found that addition to the above of .1% titanium proved to be ineffective. In Figure 13-A is shown the relation between hardness of steel J and various additions when isothermal decomposition of austenite was done at 450°C. In Fig. 14 the magnetic studies are shown after the same treatment. Addition of .003% boron considerably reduces the rate of decomposition at 450°C. After further additions of less than .056% vanadium are made, quite opposite results were unexpectedly observed, that is to say, the rate of decomposition has been increased; finally, still further addition of .035% titanium again considerably lowered the rate of transformation. When decomposition of austenite is done at 570°C its stability is gradually increased from steel J-1 to steel J-4 (Fig. 13-B). Thus, it is observed that addition, one by one, to carbon steel of small amounts of boron (.003%), of vanadium (.05-.06%) and titanium (.03-.04) has proved to be a very effective method to improve the stability of austenite at different temperatures of isothermal decomposition.

25X1

CONFIDENTIAL

25X1

25X1

CONFIDENTIAL

-5-

25X1

23. Additions of the above elements in certain combinations also materially increase the hardenability of the steel (Figs. 16 and 17).

24. CONCLUSIONS:

a. Additions to carbon steel of small amounts of titanium, about .03-.04% and up to .1%, changes the structure of primary crystallization of the steel, namely, elimination of strung out crystallization and causes refinement of the austenitic grains of primary crystallization. Somewhat greater additions of titanium, up to .3%, act in the same direction but with less effectiveness.

(1) Additions of titanium within limits of .02-.1% considerably improve the stability of austenite at various temperatures of decomposition. Greater amounts of titanium result in rapid lowering of the stability of the austenite.

(2) Maximum hardenability of the steel is achieved by adding .09-.1% titanium. In the manner above described, very small additions of titanium improve the structure of the cast ingot and improve hardenability of the carbon steels.

b. Simultaneous additions to carbon steels of small amounts of boron (.003%), vanadium (.05-.06%) and titanium (.03-.04%) result in improvement of the structure resulting from primary crystallization of the ingot and in considerable improvement in the stability of the austenite and in its hardenability. The addition of the above mentioned combination of three elements increases approximately two times the hardenability that is observed with addition of .003% boron, only.

COMMENTS AND EVALUATION

1. A reasonably good paper for 1948 but not very comprehensive.

a. The effect of titanium additions up to 0.4% on a eutectoid-carbon steel and up to 0.5% on a medium-carbon steel was studied in respect to structure, grain size, isothermal transformation and hardenability. Small additions of titanium refined the structure and increased hardenability. Maximum effectiveness was found in the range up to about 0.1% Ti in the steel.

b. Four small ingot of a medium-carbon steel were studied to determine the effect on structure, isothermal transformation and hardenability of small additions of boron alone, boron plus vanadium, and boron plus vanadium plus titanium. The combination of the three elements gave about twice the hardenability that was obtained with boron alone.

2. The results obtained with small titanium additions are more or less in line with investigations elsewhere. As pointed out in the introduction, the effect of titanium on hardenability varies considerably as a function of the amount of titanium in solid solution and the amount present as undissolved particles (mainly carbides and nitrides). Neymark, Piletskaya and Entin have done nothing to evaluate the actual effect of titanium as an alloying element since they have not determined the nitrogen content of the steels nor the form in which the titanium was present. Moreover, the end-quench hardenability curves do not include a titanium-free steel for comparison so there is no way of calculating the quantitative increase in hardenability resulting from the titanium. The results, however, appear to be more similar to those of Crafts and Lamont than to those of other US investigators and to Grossman's proposed curves based on all these US results.

25X1

CONFIDENTIAL

25X1

25X1

25X1

CONFIDENTIAL

-6-

25X1

G. F. Comstock, S. F. Urban and M. Cohen: Titanium in Steel, Pitman Publishing Corp. (1949)

W. Crafts and J. L. Lamont: Effect of Some Elements on Hardenability. TAIME 158 (1944) pp. 157/167; disc. 148/156.

M. A. Grossmann: Elements of Hardenability. ASM (1952)

3. Boron additions in the US have been made either with ferroboron or with one of the "complex" alloys. In addition to boron, titanium in amounts from about 10 to 20% is present in all the complex alloys except two (Borosil and Bortam), and these two are sometimes considered as more in a class with ferroboron than with the other complex alloys. Two of the complex alloys also contain vanadium (Grainal No. 1 and No. 6); Electro-metallurgical Corp's Silvaz, which likewise contained titanium and vanadium, has apparently been discontinued. The complex alloys have usually been preferred for boron additions to low-carbon steels (under about 0.3% C) and for electric-furnace steels. Almost since the time when the effectiveness of boron in increasing hardenability was discovered, there has been much discussion and many papers on the relative virtues of the various types of addition agents. Perhaps this controversy can be summed up somewhat as follows:
 - a. In medium-carbon steels, such as the one tested in the present investigation, little difference has been found among the various types of non-vanadium containing boron-addition agents in commercial heats provided a satisfactory preliminary deoxidation treatment was used. One of the many references that might be cited is:

R. A. Grange, W. B. Scens, W. S. Holt and T. M. Garvey: Effect of Boron and Kind of Boron Addition Upon the Properties of Steel. TASM 42 (1950) pp. 75/105; disc. 105/111.
 - b. When vanadium-containing addition agents are used, the over-all increase in hardenability is greater because of the contribution of the vanadium.
 - c. An influencing factor in determining the effectiveness of boron is the nitrogen content of the steel. When the nitrogen exceeds the small amount normally found in open-hearth steels, it can neutralize the boron. Digges and Reinhart, for example, found that nitrogen interfered with the boron hardenability effect, or nullified it altogether, if the nitrogen exceeded about 0.007%. The boron effect was restored by the addition of titanium (zirconium has a similar effect) to neutralize the excess nitrogen. Therefore, the role of titanium in complex boron-addition agents is usually considered in the US to be primarily a denitrogenizing agent (as well as a deoxidizing agent if preliminary deoxidation was not complete).

T. G. Digges and T. M. Reinhart: Influence of Boron on Some Properties of Experimental and Commercial Steels. RP 1915. J. Research B of NBS 39 (1947) pp. 67/131.

T. G. Digges and F. M. Reinhart: Influence of Nitrogen on the Hardenability and Notch Toughness of Boron-Treated Steels. TASM 40 (1948) pp. 1124/1146.
4. The results obtained by Neymark, Piletskaya and Entin for boron and vanadium appear reasonable. On the other hand, the observed effect of titanium is probably the result of its denitrogenizing action rather than of its influence as an alloying element. The fact that nitrogen contents in small induction heats (as used by them) are generally significantly higher than would be found in large open-hearth heats, would tend to support this idea.
5. There seem to be some errors in the translation. For example, paragraph number 9 on page 2 of the translation corresponds to the paragraph starting at the bottom of the second column on page 248 of the paper. The translation reads:

25X1

CONFIDENTIAL

25X1

CONFIDENTIAL

-7-

25X1

25X1

"Samples were taken from the above ingots for metallographic investigation and after proper preparation etched with persulfate of ammonia. The etched out microstructures were not in agreement with the observed fractures."

[redacted] translated this paragraph as follows:

From these specimens were prepared metallographic sections, which were etched with ammonium persulfate. The macrostructure developed agreed with the fracture characteristics.

The differences between "microstructure" and "macrostructure" and "not in agreement" and "agreed" would appear significant.

6. Figures 15 through 17 do not confirm the authors' conclusion that the simultaneous addition of boron, vanadium and titanium is twice as effective in increasing hardenability as the addition of boron alone. A rough calculation of hardenability factors (with a D₁ based on the Rockwell C 50 used in Figure 17, which would correspond approximately to 90% martensite in these steels) shows the hardenability factor for the boron addition alone to be about 2; for the triple addition, about 2.4. A boron hardenability factor of 2 would be about normal for this steel on the basis of Rahrer and Armstrong's relation between boron hardenability factor and carbon content. The factor of 2.4 is somewhat higher than would normally be expected from boron alone. This may be the result of a normal statistical variation, or of a denitrogenizing effect of the titanium as discussed in D₃ above. The effectiveness of the triple addition, however, becomes greater when the hardenability factor is based on a lower hardness (lower percentage of martensite), but even here it is not twice as great as that of boron. For example, on the basis of Rockwell C 45, or about 50% martensite, the factor would be 1.8 for boron alone, and about 2.4 for the triple addition. At least part of this difference can be accounted for by vanadium as discussed in D₂.

G. D. Rahrer and C. D. Armstrong: The Effect of Carbon Content on the Hardenability of Boron Steels. TASM 40 (1948) pp. 1099/1112; disc. 1112/1123.

25X1

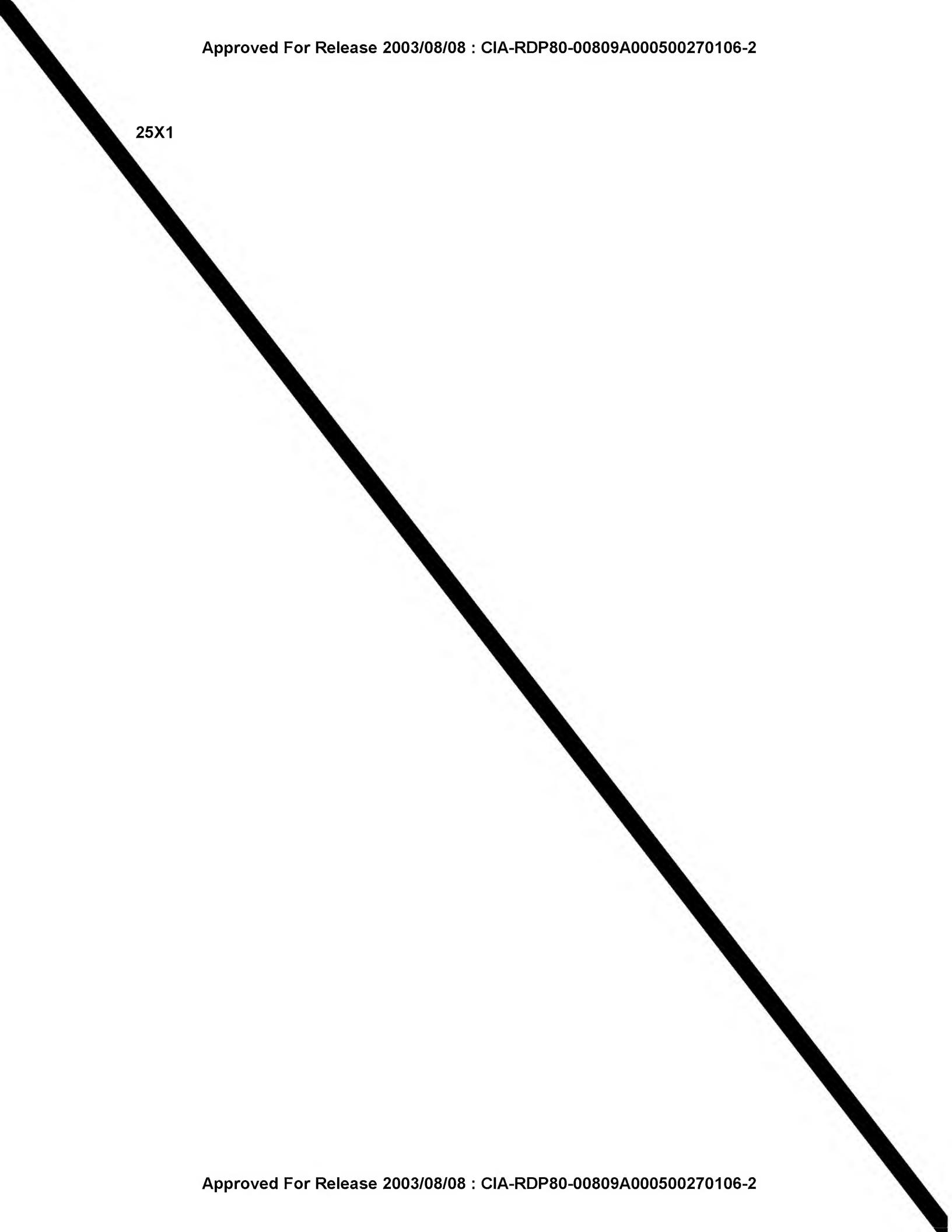
[redacted]
-End-615.4 N
615.61 N

25X1

CONFIDENTIAL

25X1

25X1

A thick, solid black line runs diagonally from the top-left corner towards the bottom-right corner of the page, effectively redacting the entire content.

Металловедение и термическая обработка

Влияние титана и совместных добавок бора, ванадия и титана на кристаллизацию стали

Малые добавки титана улучшают структуру первичной кристаллизации цементистой стали и повышают устойчивость аустенита и прокаливаемость. Введение комбинированных малых добавок бора, ванадия и титана дает еще больший эффект. Полученные данные облегчают, рациональный подбор модифицирующих добавок.

Канд. физ.-мат. наук В. Е. НЕЙМАРК
канд. И. Б. ПИЛЕЦКАЯ в канд. техн.
наук Р. И. ЭНТИН

(Институт металлофизики ЦНИИЧМ)

Примеры (к сожалению, немногочисленные¹) модификации сплавов малыми добавками указывают на широкие возможности воздействия этим способом на кристаллизацию и перекристаллизацию сплавов.

Проведенные нами ранее работы [1, 2] дали возможность выявить влияние добавок бора и ванадия на кристаллизацию и кинетику изотермического превращения стали, особенно эффективное при малых концентрациях (до 0,06% В и до 0,2% V).

Следующим этапом работы явилось настоящее исследование влияния малых добавок титана и комплексных добавок бора, ванадия и титана на первичную кристаллизацию стали и кинетику изотермического превращения аустенита.

Введение малых добавок титана применяется в промышленности в большинстве случаев для уменьшения склонности стали к перегреву, улучшения раскисления и дегазации стали, получения плотной и мелкой первичной структуры излома и некоторого повышения механических свойств.

Исследования влияния малых добавок титана на свойства стали ранее были проведены Ревебцовым и Черкасовым [3] и в последнее время Меськиным и Колпом [4], а также за границей [5]; в отношении прокаливаемости стали при этом были получены противоречивые результаты, что, повиди-

мому, объясняется различным действием титана в твердом растворе и его карбидов (нитридов).

Влияние малых добавок титана на структуру литьей стали²

Сталь выплавляли в 30-кг высокочастотной печи; шихта состояла из полосового железа (0,1% C; 0,38% Mn; 0,03% P; 0,03% S; 0,1% Cu; 0,06% Ni; следы хрома) и чугуна, содержащего примерно 4% C; 0,15% Mn и 0,06% Si. Плавки раскисляли ферромарганцем и ферросилицием; перед разливкой в печь добавляли для полного раскисления 0,02% Al.

При изготовлении сталей с добавками титана вначале отливали слиток без добавки, затем в печь вводили ферротитан из расчета получения стали с содержанием 0,01% Ti, отливали следующий слиток и т. д.; таким образом из одной плавки отливали 6—9 слитков с различной концентрацией титана. При этом приготовили две партии плавок стали — одну с содержанием 0,45—0,55% C и другую — с 0,8—1% C (табл. 1).

Слитки, из которых отрезали образцы для исследования кинетики изотермического распада аустенита, проковывали при 1000—1100° до диам. 18 мм, а затем отжигали.

Отбор проб для исследования аустенитного зерна при первичной кристаллизации и методика металлографического анализа стали описаны нами ранее [2].

Малые добавки титана (до 0,03%) слабо влияют на характер излома слитка. Излом остается крупнозернистым с ясно выраженной лучистостью, как и в стали без добавок. При повышении концентрации титана до 0,038% лучистость излома уменьшается и при 0,045% Ti исчезает, но структура его не изменяется; наконец при повышении содержания титана до 0,1—0,3% и при полном отсутствии лучистости излом становится мелкозернистым.

Из этих образцов изготавливали шлифы, которые травили персульфатом аммония; выявленная мак-

¹ Например, воздействие добавок натрия на структуру силицида, магния на структуру цинка, бора на процессы кристаллизации и прокаливаемость стали и т. д.

² В работе принимала участие Л. Н. Коган.

роструктура соответствовала характеру изломов.

Затем шлифы обработали реактивом Обергоффера. Малые концентрации титана (до 0,03 %), не оказывают влияния на дендритную структуру (рис. 1а); при добавке 0,04 % Ti наряду с тонкими дендритами появляется мелкая пятнистая структура (рис. 1б); при содержании 0,1 % Ti вытянутые дендриты исчезают и пятнистая структура занимает все сечение слитка (рис. 1в). Отпечатки по Бауману с тех же темплетов выявили такие же изменения дендритной структуры.

Образцы стали, исследованные на микроструктуру, использовали для изучения аустенитного зерна первичной кристаллизации и выделений феррита при охлаждении слитка.

Добавки титана оказывают значительное влияние на размеры аустенитного зерна первичной кристаллизации. В слитках диам. 45 мм, содержащих 0,1 % Ti, вместо вытянутых от периферии к центру крупных зерен (рис. 2а), наблюдающихся в стали без добавок, появляется более мелкое равнобесное зерно (рис. 2б).

С увеличением концентрации титана на периферии (на расстоянии ~15 мм от центра) наблюдаются зерна примерно такого же размера, как на рис. 2а. В центральной зоне слитка обильно выпадает феррит, выделяющий границы зерен.

Иногда феррит выпадает по всему сечению слитка, что не дает возможности выявить границы зерен даже на периферии. Поэтому аустенитное зерно первичной кристаллизации исследовали также и в пробах диам. 5 мм, которые отбирали при помощи пинсетки во время плавки и подвергали градиентной закалке [2].

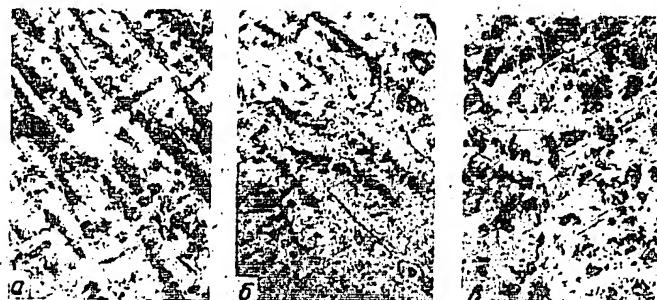


Рис. 1. Влияние титана на дендритную структуру:
а - сталь, без добавок; б - с 0,04 % Ti; в - с 0,1 % Ti. $\times 70$

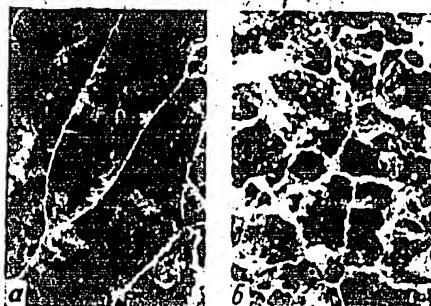


Рис. 2. Аустенитное зерно первичной кристаллизации в слитке:
а - сталь без добавок; б - с 0,1 % Ti. $\times 50$

Однако в 5-мм пробах стали без добавок зерно было менее крупным, чем в слитках. Все же ха-

таблица 1

Маркировка стали	С	Si	Mn	Ti		Маркировка стали	С	Si	Mn	Ti	
				по синтезу	по анализу					по синтезу	по анализу
Б 1	0,74	0,29	0,88	—	Следы	Г 4	0,45	0,46	0,46	0,15	0,080
Б 2	0,81	0,29	0,81	0,01	0,003	Г 5	0,44	0,41	0,49	0,20	0,095
Б 3	0,82	0,37	0,77	0,05	0,006	Г 6	0,45	0,52	0,48	0,30	0,160
Б 4	0,84	0,35	0,81	0,08	0,026	Г 7	0,51	0,61	0,48	0,40	0,210
Б 5	0,86	0,36	0,81	0,10	0,036	Г 8	0,46	0,22	0,60	—	—
Б 6	0,82	0,38	0,79	0,12	0,046	Г 9	0,49	0,19	0,57	0,10	0,010
Б 7	0,82	0,41	0,78	0,15	0,050	Г 10	0,44	0,19	0,54	0,05	0,018
Б 8	0,84	0,44	0,83	0,20	0,054	Г 11	0,44	0,20	0,55	0,10	0,038
Б 9	0,77	0,45	0,84	0,30	0,058	Г 12	0,49	0,22	0,56	0,25	0,040
Б 1'	0,98	0,32	0,59	—	—	Г 13	0,47	0,22	0,58	0,20	0,046
Б 2'	1,00	0,31	0,52	0,05	0,040	Г 14	0,50	0,11	0,53	0,25	0,087
Б 3'	0,99	0,35	0,55	0,10	0,070	Г 15	0,51	0,33	0,67	0,02	0,007
Б 4'	1,05	0,36	0,55	0,15	0,090	Г 16	0,54	0,39	0,62	0,03	0,030
Б 5'	0,97	0,34	0,58	0,20	0,100	Г 17	0,54	0,41	0,62	0,05	0,045
Б 6'	1,00	0,37	0,56	0,30	0,170	Г 18	0,53	0,39	0,63	0,10	0,100
Б 7'	1,05	0,38	0,59	0,40	0,220	Г 19	0,55	0,25	0,61	0,30	0,116
Г 1	0,42	0,39	0,47	—	—	Г 20	0,55	0,29	0,55	0,40	0,130
Г 2	0,42	0,38	0,46	0,05	0,040	Г 21	0,55	0,30	0,57	0,50	0,170
Г 3	0,43	0,42	0,49	0,10	0,073	Г 22	0,52	0,45	0,61	0,30	0,290
						Г 23	0,52	0,39	0,50	0,40	0,310

рактер влияния добавок титана на величину зерна в пробах такой же, как и в слитках.

При введении от 0,018 до 0,04% Ti (рис. 3б и 3в) размер зерна значительно меньше, чем в стали без добавок (рис. 3а); с увеличением содержания титана (до 0,08%) зерно становится

Влияние малых добавок титана на кинетику изотермического превращения аустенита

Проводили исследование эвтектической (серия В и В, табл. I) и среднеуглеродистой (серия Г), стали при температурах 360, 450, 560 и 620°.

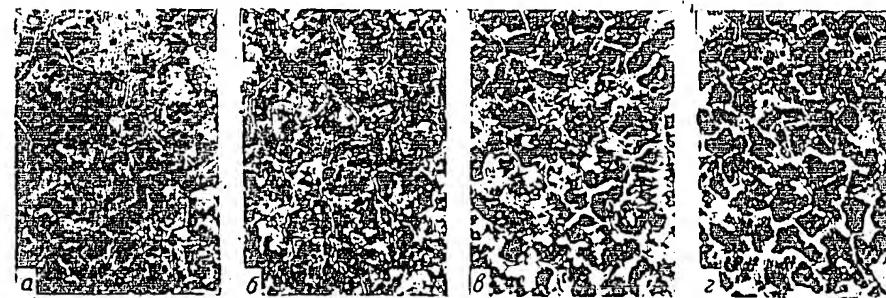


Рис. 3. Аустенитное зерно первичной кристаллизации стали в пробах диам. 5 мм:
а — сталь без добавок; б — с 0,018% Ti; в — с 0,04% Ti; г — с 0,08% Ti. $\times 100$

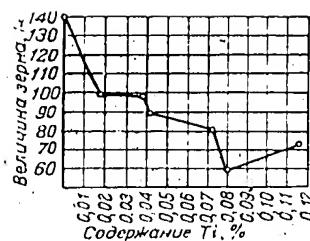


Рис. 4. Величина аустенитного зерна первичной кристаллизации в зависимости от содержания титана в слитке (необработанной) стали

еще более мелким (рис. 3г и 4). Влияние добавок титана на выделение феррита при охлаждении слитка оказывается также довольно сильным. Уже при содержании в стали 0,01% Ti (рис. 5б) количество феррита в слитке значительно увеличивается по сравнению со сталью без добавок (рис. 5а); паряду с мелкими зернами феррита в стали с добавкой встречаются уже и крупные его скопления (микрофотографии получены на расстоянии 12 мм от периферии слитка).

С увеличением концентрации титана (0,038—0,046%) крупные скопления феррита наблюдаются по всему полю шлифа (рис. 5в и 5г); при содержании же 0,087% Ti количество ферритных зерен сильно возрастает и они распределяются по шлифу равномерно (рис. 5д).

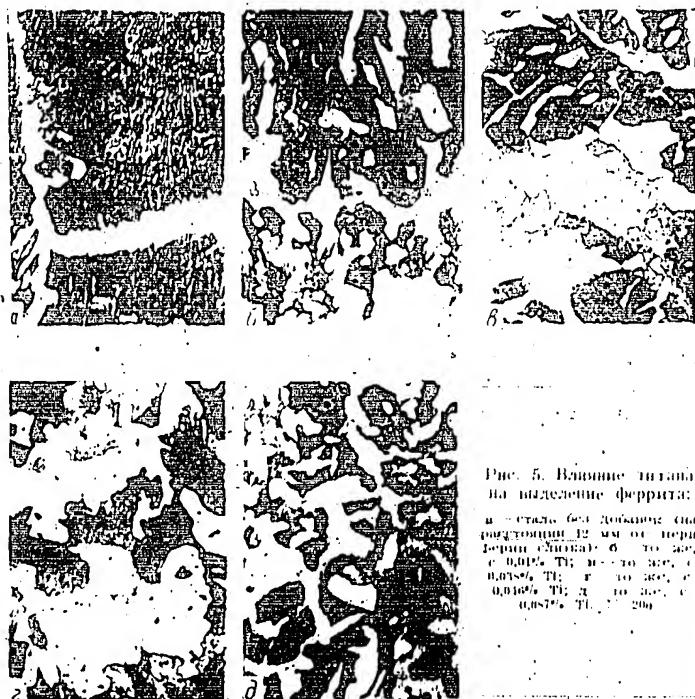


Рис. 5. Влияние титана на выделение феррита:
а — сталь без добавок (на расстоянии 12 мм от периферии слитка); б — то же, с 0,01% Ti; в — то же, с 0,038% Ti; г — то же, с 0,087% Ti. $\times 200$

В первой плавке (серия В) получили набор стальных с концентрациями титана, не превышающими 0,06%; во второй плавке (серия В') содержание титана, доходило до 0,22% и в третьей (серия Г) колебалось от 0,04 до 0,31%.

Кинетику изотермического превращения аустенита исследовали методами измерения твердости и микроструктурным.

Образцы патривали в соляной ванне до 920° и выдерживали при этой температуре 3 мин.; затем их быстро переносили в селитряную или в свинцовую ванну, выдерживали различное время и охлаждали в воде.

Время выдержки в промежуточной ванне меняли в зависимости от скорости превращения аустенита при данной температуре. Образцы каждой серии обрабатывали одновременно, затем шлифовали, исследовали микроструктуру и определяли их твердость на приборе Роквелла по шкале С при нагрузке 150 кг.

Нераспавшийся при данной выдержке в промежуточной ванне аустенит превращается при переходе в воду в мартенсит; таким образом микроструктура и изменение твердости стали указывают ход изотермического превращения аустенита.

Рассмотрение кривых зависимости твердости стали В от концентрации титана при различных температурах изотермического распада (рис. 6) показывает, что титан в количестве 0,003—0,006% несколько понижает устойчивость аустенита, а при содержании 0,02—0,06% значительно повышает по сравнению со сталью без добавки титана. При

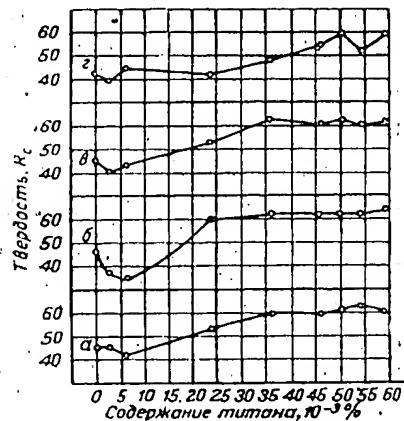


Рис. 6. Зависимость твердости стали серии В от содержания титана при различных температурах и продолжительности изотермического превращения:
а — 450°, 30 сек.; б — 450°, 10 сек.; в — 450°, 15 сек.; г — 500°, 30 сек.; д — 500°, 10 сек.; е — 500°, 15 сек.

всех температурах превращения особенно значителен эффект добавки 0,05—0,06% Ti.

Микроструктурные данные, полностью подтверждают результаты, полученные при измерении твердости (рис. 7).

На рис. 8 показана зависимость твердости стали серии В от содержания титана; введение 0,04% Ti здесь также приводит к повышению устойчивости аустенита, которая становится

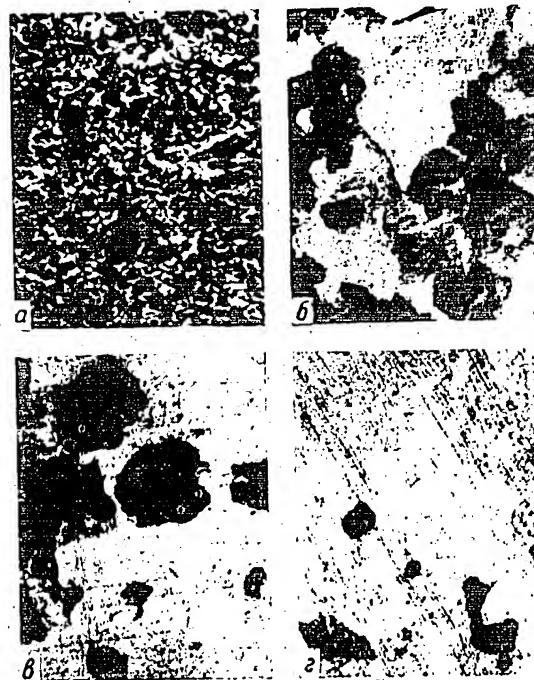


Рис. 7. Влияние титана на изотермическое превращение аустенита при 620° в течение 15 сек.: а — сталь без добавки; б — с 0,003% Ti; в — с 0,006% Ti; г — с 0,02% Ti; д — с 0,06% Ti; е — с 0,1% Ti.

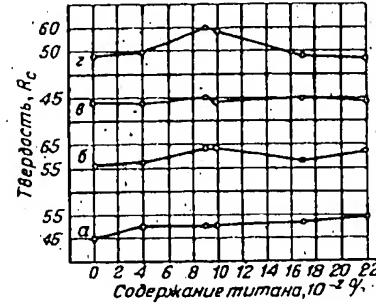


Рис. 8. Зависимость твердости стали серии В от содержания титана при различных температурах и продолжительности изотермического превращения:
а — 450°, 30 сек.; б — 450°, 10 сек.; в — 450°, 15 сек.; г — 500°, 30 сек.; д — 500°, 10 сек.; е — 500°, 15 сек.

максимальной в сталях с 0,1% Ti. Однако дальнейшее увеличение содержания титана до 0,17—0,22% приводит к значительному понижению устойчивости аустенита; по-видимому при таких концентрациях титан связывает некоторую часть углерода и задерживает рост вторичного аустенитного зерна.

Кривые зависимости твердости сталей серии Г от содержания титана при различных температурах изотермического превращения (рис. 9) дают основание заключить, что в среднеуглеродистых

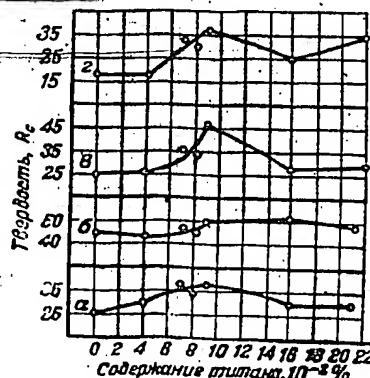


Рис. 9. Зависимость твердости стали серии Г от содержания титана при различных температурах и продолжительности изотермического превращения:
а — 450°, 12 сек.; б — 450°, 4 сек.; в — 500°, 5 сек.; г — 500°, 14 сек.

сталих добавка 0,07—0,1% Ti приводит к заметному повышению устойчивости аустенита; увеличение же содержания титана до 0,16—0,21% ускоряет распад аустенита.

Для выяснения влияния температуры нагрева под закалку на кинетику изотермического превращения аустенита в стали с малыми добавками титана провели исследование с нагревом под закалку при 920—1020° и с изотермической выдержкой при 450° и 620° (рис. 10 и 11).

После изотермической выдержки при 450° и закалки с нагрева при 920° максимальная устойчивость аустенита наблюдается в стали

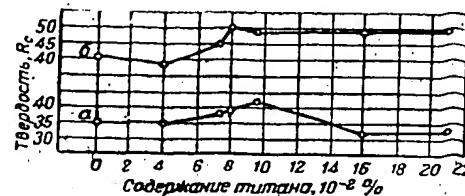


Рис. 10. Влияние температуры нагрева под закалку на зависимость твердости стали от содержания титана (изотермическая выдержка 5 сек. при 450°):
а — закалка с 920°; б — изотермическая выдержка 5 с при 1020°.

с 0,095% Ti; в сталях с 0,16 и 0,21% Ti устойчивость аустенита значительно ниже. Однако при нагреве под закалку до 1020° (без изменения температуры изотермической выдержки) в стали с 0,16% Ti падение устойчивости аустенита не наблюдается. Аналогичные результаты получаются

после изотермической выдержки при 620°; при этом в стали с 0,16% Ti наблюдается даже некоторое повышение устойчивости аустенита.

Повидимому с повышением температуры нагрева под закалку все большее количество титана переходит в твердый раствор. Ряд данных дает возможность объяснить повышение устойчивости аустенита влиянием той части добавок, которая входит в твердый раствор; часть же добавки, находящаяся в стали в виде нерастворимых соединений, способствует понижению устойчивости аустенита.

На рис. 12 приведены кривые прокаливаемости сталей серии Г (по Джомини); максимальную прокаливаемость имеет сталь ГБ с 0,095% Ti.

Изложенные данные дают возможность признать целесообразным введение в сталь 0,05—0,1% Ti с целью улучшения структуры первичной кристаллизации и повышения устойчивости аустенита.

Совместное действие малых добавок бора, ванадия и титана

Малые добавки бора, ванадия и титана довольно значительно повышают прокаливаемость стали.

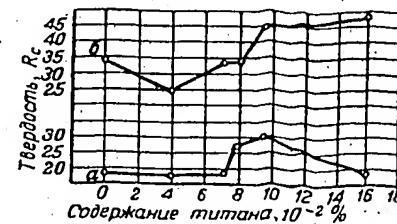


Рис. 11. Влияние температуры нагрева под закалку на зависимость твердости стали от содержания титана (изотермическая выдержка при 620°):
а — закалка с 920°, продолжительность изотермической выдержки 5 с; б — то же, 1020° и 12 с.

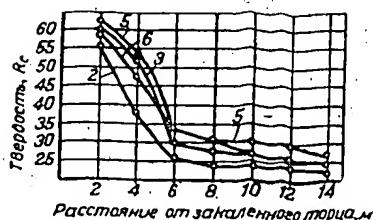


Рис. 12. Зависимость прокаливаемости стали серии Г от содержания титана

сравнению с добавками тех же количеств таких элементов, как хром или марганец.

Но абсолютный эффект этих добавок ограничен их весьма малой оптимальной концентрацией (для бора 0,003%, для ванадия 0,05—0,06%, для титана 0,09—0,1%). Введение в сталь добавок,

превышающих оптимальные, не только не приводят к дальнейшему улучшению свойств (например прокаливаемости), но может заметно их ухудшить.

Однако при исследовании влияния малых добавок на кинетику изотермического превращения аустенита было установлено, что действие добавок бора, ванадия и титана неодинаково в различных температурных областях.

Междуд тем прокаливаемость стали определяется видом и положением кривых всей S-образной диаграммы, хотя при определенных условиях охлаждения может иметь основное значение кинетика распада в той или иной температурной области.

Поэтому представлялось целесообразным изучить влияние последовательного вводимых в сталь малых добавок бора, ванадия и титана на структуру первичной кристаллизации, кинетику изотермического превращения аустенита и прокаливаемость.

Опытные стали выплавляли (серия Ж) из той же шихты, что и сталь с добавками титана. После отливки первого слитка без добавок в сталь вводили ферробор и отливали второй слиток; перед отливкой третьего слитка вводили феррованадий при неизменной концентрации бора, а перед отливкой четвертого вводили ферротитан при неизменном содержании бора и ванадия (табл. 2).

Результаты экспериментов показали, что совместное введение бора и ванадия не усиливает эффекта измельчения первичной структуры (излом,

низило скорость распада при 450°; дополнительное введение <0,056% V неожиданно привело к противоположному результату, повысив скорость рас-

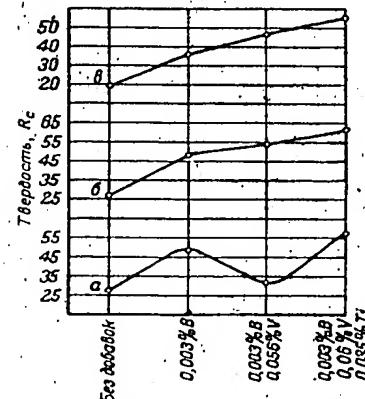


Рис. 13. Зависимость твердости стали Ж от содержания бора, ванадия и титана при различных температурах и продолжительности изотермического превращения:
— 450°, 15 сек.; б — 570°, 5 сек.; в — 620°, 13 сек.

лада; наконец введение 0,035% Ti снова сильно уменьшило скорость превращения.

Длительность полураспада аустенита при 450° для стали Ж1 составляет лишь 5 сек., для стали Ж2 уже 16 сек., для сталей Ж3 и Ж4 соответственно 9 и 23 сек.

При температуре распада аустенита 570° его устойчивость последовательно повышается от стали Ж1 к стали Ж4 (рис. 13, б). На рис. 13, в приведена аналогичная кривая для температуры распада 620° и на рис. 15 соответствующие магнитометрические кривые.

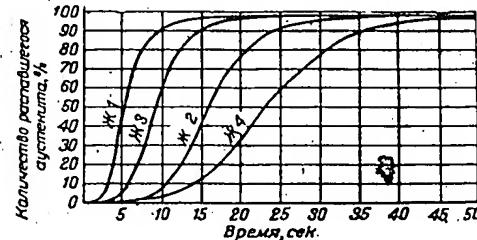


Рис. 14. Зависимость скорости изотермического распада аустенита при 450° от малых добавок бора, ванадия и титана (стали серии Ж, магнитометрический анализ)

метрические кривые. Длительность полураспада аустенита при 620° составляет:

сталь Ж1 Ж2 Ж3 Ж4
время полураспада, сек. 27 40 55 63,5

Таким образом последовательное введение в углеродистую сталь малых добавок бора (0,003%),

Таблица 2
Химический состав исследованных сталей с комплексными добавками, %

Маркировка стали	C	Si	Mn	B		V		Ti	
				по синтезу	по анализу	по синтезу	по анализу	по синтезу	по анализу
Ж1	0,46	0,07	0,36	—	—	—	—	—	—
Ж2	0,47	0,07	0,35	0,002	0,003	—	—	—	—
Ж3	0,44	0,05	0,33	0,004	0,003	0,05	0,056	—	—
Ж4	0,46	0,06	0,32	0,004	0,003	0,05	0,065	0,07	0,035

макроструктура) по сравнению с воздействием каждой добавки в отдельности; но выделение феррита при совместном введении 0,06% V и 0,003% B оказывается более интенсивным.

Влияние совместных добавок бора, ванадия и титана на свойства стали исследовали методами твердости, микроструктурный и магнитометрическим.

Концентрации бора 0,003% и ванадия 0,05—0,06% были взяты в соответствии с ранее полученными результатами [1]; принятая в этих условиях для одной из предварительных плавок концентрация титана 0,1% оказалась неэффективной.

На рис. 13, а приведена зависимость твердости стали серии Ж от содержания добавок при температуре изотермического распада аустенита 450° и на рис. 14 магнитометрические кривые для этой же температуры*. Введение 0,003% B значительно по-

* Магнитометрические исследования проведены канд. техн. наук О. П. Максимовой.

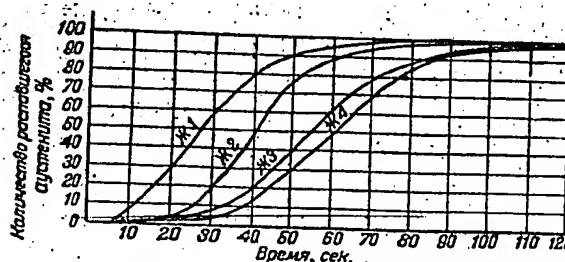


Рис. 15. Зависимость скорости изотермического распада аустенита при 620° от малых добавок бора, ванадия и титана (стали серии Ж, магнитометрический анализ)

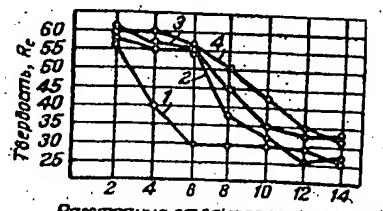


Рис. 16. Прокаливаемость сталей серии Ж с малыми добавками бора, ванадия и титана

ванадия (0,05—0,06%) и титана (0,03—0,04%) оказалось весьма эффективным способом повышения устойчивости аустенита при различных температурах изотермического распада.

Введение комбинированных добавок значительно повышает также прокаливаемость стали (рис. 16 и 17).

Заключение

1. Введение в сталь малых количеств титана (от 0,03—0,04 до 0,1%) меняет структуру первичной кристаллизации стали, причем устраивается транскристаллизация и уменьшаются размеры аустенитного зерна первичной кристаллизации. Более зна-

чительные добавки титана (до 0,3%) действуют в том же направлении, но менее эффективно.

Добавки титана в пределах от 0,02 до 0,1% значительно повышают устойчивость аустенита при различных температурах распада; более вы-

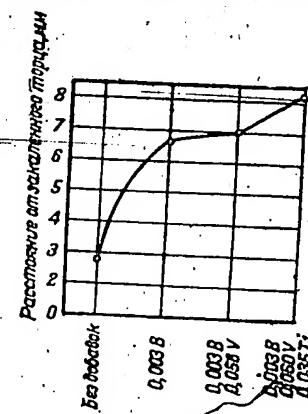


Рис. 17. Зависимость расстояния от закаленного торца до зоны с твердостью R_c = 50 от содержания добавок в сталях серии Ж (%)

сокое содержание титана приводит к резкому падению устойчивости аустенита.

Наибольшая прокаливаемость стали достигается при введении 0,09—0,1% Ti.

Таким образом малые добавки титана улучшают структуру слитка и повышают прокаливаемость углеродистых сталей.

2. Введение в углеродистую сталь совместных добавок бора (0,003%), ванадия (0,05—0,06%) и титана (0,03—0,04%) приводит к улучшению структуры первичной кристаллизации слитка и значительному повышению устойчивости аустенита и прокаливаемости. Введение такой комбинированной добавки примерно в 2 раза сильнее повышает прокаливаемость, чем введение 0,003% В.

ЛИТЕРАТУРА

- С. Д. Брик, В. Е. Неймарк, Р. И. Энтин, Сталь, 1946, № 11—12, стр. 661—66.
- С. Д. Брик, В. Е. Неймарк, Р. И. Энтин, Сталь, 1947, № 4, стр. 336—40.
- В. П. Ревебцов и П. А. Черкасов, Уральская Металлургия, 1939, № 12, стр. 22—25.
- В. С. Меськини и Л. П. Колп., Сталь, 1946, № 9—10, стр. 574—83.
- В. Крэфтс и Д. Ламонт, Труды американского общества инженеров-металлургов (ТАИНЕ), 1944, 158.

Критиче
делят
венара с
ке). Обра
ней скор
ченной пе
ным крив
помощи с
градуиров
ности от
погрешнос
тов.

Результа
ют, что по

Влияни

точки вы
жаются. 1
данном ди
ся от 54 д

Влияни
сти анал

Влияние
Образцы
чаторого пер
держивали

Работа я
исследования
стали ШХ15
описан соста
лей, номера
первой работ